

(54) IMPROVEMENT OF STRENGTH OF DRIVING SYSTEM PARTS BY SURFACE TREATMENT AND DRIVING SYSTEM PARTS SUBJECTED TO SURFACE STRENGTHEN

- (11) 5-339628 (A) (43) 21.12.1993 (19) JP
 (21) Appl. No. 4-144589 (22) 4.6.1992
 (71) YAMAHA MOTOR CO LTD (72) SHUHEI ADACHI
 (51) Int. Cl⁵. C21D7/06, F16H1/00, F16H55/06

PURPOSE: To provide the method for improvement of the surface strength of the driving system parts.

CONSTITUTION: This method for the improvement of the surface strength consists in subjecting the driving system parts to standard shot peening, then to a projection treatment for a prescribed period of time with hard shot particles of sizes as small as ≤ 0.1 mm diameter and ≥ 40 HRC at a high speed of ≥ 50 m/sec. As a result, the max. residual stress distribution is generated on the extreme surfaces of the parts and the life to the generation of pitting is prolonged to ≥ 5 times the life of the conventional parts.

(54) PRODUCTION OF Cr-Mo STEEL HAVING EXCELLENT STRENGTH AND TOUGHNESS

- (11) 5-339629 (A) (43) 21.12.1993 (19) JP
 (21) Appl. No. 4-152508 (22) 11.6.1992
 (71) KAWASAKI STEEL CORP (72) MASANORI NISHIMORI(2)
 (51) Int. Cl⁵. C21D8/00//C22C38/00, C22C38/54

PURPOSE: To produce the Cr-Mo steel which has excellent strength and toughness and is free from anisotropy by specifying the hot rolling end temp. and reheating and hardening temp. of a steel blank material regulated in compsn., thereby adjusting the Cr-Mo steel.

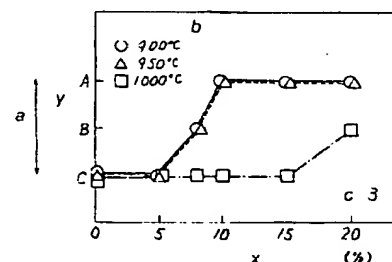
CONSTITUTION: The steel blank material contg., by weight%, 0.05 to 0.20% C, $\leq 0.40\%$ Si, 0.1 to 1.0% Mn, $\leq 0.5\%$ in total Cu and/or Ni, 2.0 to 3.5% Cr, 0.8 to 1.6% Mo, 0.10 to 0.40% V, 0.015 to 0.030% Nb, 0.005 to 0.035% Ti, and $\leq 0.08\%$ Al, contg. $\leq 0.010\%$ P, $\leq 0.004\%$ S and $\leq 0.006\%$ N, further, contg. ≥ 1 kinds among 0.0005 to 0.004% B, $\leq 0.03\%$ REM and $\leq 0.03\%$ Ca, and consisting of the balance Fe with inevitable impurities is hot-rolled at the temp. at which the rolling end temp. attains $\leq 900^\circ\text{C}$ and is subjected to direct hardening. After this steel is then reheated to 850 to 1150°C , the steel is subjected to a hardening and tempering treatment and/or stress relief annealing treatment.

(54) PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH AUSTENITIC STAINLESS STEEL HAVING SMALL ANISOTROPY OF MECHANICAL PROPERTY

- (11) 5-339630 (A) (43) 21.12.1993 (19) JP
 (21) Appl. No. 4-82515 (22) 3.4.1992
 (71) NIPPON STEEL CORP (72) TETSUYA SHIMADA(3)
 (51) Int. Cl⁵. C21D8/00

PURPOSE: To produce the high-strength austenitic stainless steel having the small anisotropy of its mechanical properties by executing the rough rolling, finish rolling and cooling treatment of an austenitic stainless steel slab under specific conditions.

CONSTITUTION: The austenitic stainless steel slab is subjected to the rough rolling of 10 to 50% cumulative draft in a 950 to 800°C range. The slab is then heated to $\geq 1000^\circ\text{C}$ and is subjected to the finish rolling at ≥ 2 thickness reduction ratio from the slab and 5 to 30% cumulative draft at $\leq 1000^\circ\text{C}$. Further, the steel sheet is subjected to the cooling treatment for cooling the 800 to 500°C range of at $\geq 2^\circ\text{C/sec}$ average cooling rate. As a result, the stainless steel having the high yield strength at a low total reduction ratio, the uniform and fine recrystal structure and the small anisotropy of the mechanical properties is obtd.



(a): large — crystal grain — small. (b): final pass rolling temp., (c): total reduction ratio. x: final pass draft in rough rolling (%). y: evaluation point of product macro-structure

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平5-339628

(43)公開日 平成5年(1993)12月21日

(51)Int.Cl. ⁵	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 7/06	A	7412-4K		
F 1 6 H 1/00		9240-3 J		
55/06				

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全 6 頁)

(21)出願番号	特願平4-144589	(71)出願人	000010076 ヤマハ発動機株式会社 静岡県磐田市新貝2500番地
(22)出願日	平成4年(1992)6月4日	(72)発明者	安達 修平 静岡県磐田市新貝2500番地 ヤマハ発動機 株式会社内
		(74)代理人	弁理士 平木 祐輔 (外2名)

(54)【発明の名称】 表面処理による駆動系部品の強度向上法および表面強化品

された駆動系部

(57)【要約】

【目的】 駆動系部品の表面強度向上法を提供する。

【構成】 駆動系部品に対し標準的なショットピーニングを施した後、直径0.1mm以下の微小でHRC40以上の硬質ショット粒子を50m/sec以上の高速で所定時間投射処理することよりなる表面強度向上法。

【効果】 部品最表面に最高の圧縮残留応力分布を生じさせることができ、ピitting発生寿命が従来品の5倍以上となる。

**【特許請求の範囲】**

【請求項1】 ギア、ドッグクラッチ等の駆動系部品に対し、標準ショットピーニング処理を施した後、直径0.1 mm以下の微小で硬度HRC40 程度以上の硬質ショット粒を約50m/sec 以上の高速で所定時間投射処理を行うことを特徴とする駆動系部品の強度向上方法。

【請求項2】 最表面に最も高い圧縮残留応力分布を有し、表面から次第に圧縮残留応力が低下する駆動系部品。

【発明の詳細な説明】**【0001】**

【産業上の利用分野】 本発明は、合金肌焼鋼製の構造部品であり、特に疲労強度および耐面損傷強度向上が望まれるギアあるいはドッグクラッチのような駆動系部品の強度向上方法およびそれ得られた駆動系部品に関する。

【0002】

【従来の技術】 一般に自動車等のエンジン駆動部品の構造材には、常時変動する動力が伝達されるため、ギア、ドッグクラッチ等の駆動系部品は高強度、耐久性が要求され、肌焼鋼製部品に熱処理を施したものが実用に供されている。近年エンジンの高出力化、パワートレインのコンパクト化が進むにつれて、ギア、ドッグクラッチ

(図1)などの部品において歯元強度の不足からくる損傷や、面圧強度の不足からくるピitting等の面損傷が問題となってきており、かかる点に対する対策としてショットピーニングによる表面強度向上手段が採用されてきた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 前記したギア、ドッグクラッチ等駆動系部品の歯元曲げ強度を向上させるためには応力の集中する歯元表面(図2)における疲労亀裂の発生をできるだけ抑制することが望ましい。通常、疲労破壊の起点は部品の表面であることが確認されており、一般に問題となる高サイクル疲労の領域では、疲労亀裂の発生までの寿命が、破損寿命のほとんどを占めているからである。

【0004】 また、ピittingは、2物体が互いにある面圧を受けて接触する際、相対すべりが存在する場合に起こる表面疲労の一種で(図3)亀裂の発生は表面に近い部分であることが知られている。前述のような欠陥を抑制するには曲げ疲労強度向上の場合と基本的に同様 *

*に、表面の亀裂発生を遅らせる手段が有効である。

【0005】 簡易に表面強度を向上できる機械的手段の1つとしてショットピーニング法が挙げられるが、通常のショットピーニング法によると、図11に示されるように処理表面より深さ20μmの付近に最大の圧縮残留応力分布がみられ、前記した表面強度向上には必ずしも最適といえるものではないことがわかった。本発明は、かかる従来技術の問題点を解消し、比較的簡便に駆動系部品の疲労強度を向上する方法を提供することを目的としている。

【0006】

【課題を解決するための手段】 前記目的を達成するため、本発明者らは鋭意研究を重ねた結果、標準的なショットピーニングを施した後に、その条件よりも、ショット粒の寸法を小さく、かつ硬度を高めると共にショットスピードを速くすることにより被処理物の最表面に圧縮残留応力のピークを生成せしめうることを知見し、本発明を完成するに至った。

【0007】 すなわち本発明は、表面強度を向上すべきギア、ドッグクラッチ等の駆動系部品に対し、通常行なわれている標準的なショットピーニング処理を施した後、直径0.1 mm以下の極微小で硬度HRC40 程度以上の硬質ショット粒を約50m/sec 以上の高速で所定時間投射処理を行なうことを特徴とする駆動系部品の強度向上方法および最表面に最高の圧縮残留応力分布を有する駆動系部品を要旨とするものである。

【0008】

【作用】 本発明の構成と作用を説明する。浸炭焼入れを行なった合金肌焼鋼製駆動部品のドッグクラッチ(図1)に対し、表1に示すような標準的ショットピーニングA(ショット粒径0.8 mm硬度HRC40 ~45、インペラ遠心力による50m/sec の速度)あるいはB(粒径0.3 mm硬度HRC40 ~45エアノズル使用100 m/sec の速度)を適用したところ、図11にみられるとおりに被処理物表面より20μm付近の深さに圧縮残留応力の最高値が表れる。そしてこの改質効果を高める目的でショット粒径、硬度、投射速度及び時間を大きくしても被処理物の最表面における圧縮残留応力が大巾に増加することはない。

【0009】**【表1】**

ショットピーニング条件

ショットの種類	ショット粒径 (mm)	ショット粒の硬さ (HRC)		投射方式	
		40~45	60<	インペラ	エアノズル
A	0.8	○	—	○	—
B	0.3	○	—	—	○
C	0.04	—	○	—	○

本発明は、第2工程として前記標準ショットピーニングを施した被処理物に対し、0.1 mm径以下の微小粒で硬度HRC40以上のショット粒をエアノズルにより50m/sec以上の高速で吹き付けることにより図8に示されるように、被処理物最表面部分に圧縮残留応力の最大分布が得られる。

【0010】この2段目の小粒ショットピーニング（マイクロハードピーニング）の最適条件を選定することによって、被処理物の最表面圧縮残留応力は1500Mpa以上に達し、従来の標準ショットピーニング処理の2倍以上の圧縮残留応力を発生させることができる。ギア・ドッグクラッチ等の駆動系部品に、前記のような表面残留応力分布を形成させれば、部品の表面を発生起点とする疲労亀裂の生成を遅延させることができ、破損までの稼

* 動寿命を著しく増加させることができる。

【0011】

【実施例】本発明の実施例を説明するが、本発明はこれによって限定されるものではない。

【0012】

【実施例1】図1に示すドッグクラッチを表2の材料により製作し、浸炭焼入れ（条件：例えば900~930℃、4~6Hr/OQ、150~200℃、2~4Hr/AC）を施したのち、前述表1に示す種々のショットピーニング条件によりショットピーニングを施して得られた製品について試験を行なった。

【0013】

【表2】

試験鋼の化学組成

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
SNCM220	0.22	0.31	0.82	0.38	0.57	0.17
Steel-X	0.18	▽ 0.09	▽ 0.27	▲ 2.82	▽ 0.28	▲ 0.38

ショットピーニングの条件は表3のような組み合わせを使用した。

【0014】

【表3】

ショットピーニングの組合せ

仕様1	A
	B
	C
仕様2	A + B
	B + C
	A + C

※疲労試験は、電気油圧式疲労試験機を使用し、ドッグクラッチ噛み合い部の歯元の曲げ疲労強度を求めた。荷重条件は、応力比R=0.1 繰り返し周波数30Hzで、常温、大気雰囲気中において試験を行なった。

※40

【0015】圧縮残留応力分布の測定は、ドッグクラッチ荷重負荷面について歯丈方向の応力として、X線応力測定法（側傾法）により行なった。これらの結果は以下のとおりである。

1) 図4にショットピーニング条件Aのみを施したドッグクラッチの疲労強度を示す。

【0016】従来材のSNCM220の疲労限が9KNであるのに対し、高強度材STEEL-Xは9.5KNであり、高強度材を用いることによる疲労限の向上は僅か5%に停まった。より低サイクル域の疲労強度もSTE

EL-Xのほうが長寿命である。

2) 図5に各種2段ショットピーニングを施したドッグクラッチの疲労強度を示す。

【0017】1段目に条件B、2段目に条件C：マイクロハードピーニングを施した仕様（B+C）と同様に条件Aの後に条件Cを施した仕様（A+C）の疲労限は共に12KNであり、条件Aの疲労限9KNに対し、約30%の向上が確認された。条件Aの処理に続いて条件Bを施した仕様（A+B）については、疲労強度の向上は見られなかった。

3) 図6にショットピーニング条件C：マイクロハードピーニングのみを施した場合の疲労強度を示す。

【0018】マイクロハードピーニングのみでも2段ショットピーニングと同様、疲労限が向上することが確認された。しかし、より低サイクル域での疲労強度は2段ショットピーニングに比べ劣る。また、ドッグクラッチ荷重負荷面からの圧縮残留応力分布は次のとおりであった。

1) 図7はショットピーニング条件Aを施したSNCM220とSTEEL-Xの圧縮残留応力分布である。

【0019】STEEL-Xの最表面の圧縮残留応力は、-700MpaでありSNCM220よりも200Mpaほど圧縮残留応力が高い。内部においては圧縮残留応力分布に差は見られない。

2) 図8に2段ショットピーニングを施したドッグクラッチの圧縮残留応力分布を示す。

【0020】2段目に条件Cを施した仕様（B+C）、（A+C）では表面付近の圧縮残留応力が著しく高い。ショット条件（A+B）の最表面の圧縮残留応力は、-300Mpaで条件Aと同様、低い圧縮残留応力で内部に圧縮残留応力のピークが見られる。

3) 図9にショット条件Cの圧縮残留応力分布を示す。

【0021】ショット条件Cのみでも2段ショットピーニングと同様、最表面に著しく高い圧縮残留応力が発生している。しかし、内部の圧縮残留応力プロファイルは2段ショットピーニングに比べ瘦せている。上記の点をまとめると次のような結果となる。

1) ショット条件A（1段ショットのみ）を施した高強度鋼STEEL-Xの疲労限向上は、従来材SNCM220の約5%であった。

2) 2段ショットピーニングの2段目に、マイクロハードピーニング（ショット条件C）を施すと最も疲労強度が向上し、ショット条件Aに対し約30%の疲労限向上効果がある。

【0022】また、マイクロハードピーニングのみによっても同様に疲労限が向上するが、より低いサイクル域での疲労強度は2段ショットピーニングに比べ劣る。

3) 2段ショットピーニングおよびマイクロハードピーニング処理による疲労限の向上は、最表面に生じた著しく高い圧縮残留応力により、疲労亀裂の発生が遅延させ

られるためと考えられる（図10）。

【0023】そして前記の結果が得られた理由は次のように考えられる。

1) 高強度材STEEL-Xでは、Si, Mn, Crの含有量を減らし粒界酸化層を低減しているため、最表面でのショットピーニングの効果が大きくなり、圧縮残留応力がSNCM220より高くなったと考えられる。

2) （B+C）及び（A+C）の組合せにおいて、高い疲労強度が得られたのは、図8に示すように2段目に条件Cを施した場合、最表面での圧縮残留応力が-1500Mpaと他の条件に比べ著しく高いことによると考えられる。⁹⁾これは、本部品における疲労亀裂の発生が最表面であり、最表面の圧縮残留応力が疲労亀裂の発生を遅延させる効果をもたらしたと推測される。

【0024】条件Aと（A+B）では、圧縮残留応力分布のプロファイルに相異があるものの、疲労限は等しい。これは表面での圧縮残留応力が同等であることによるものと考えられる。

3) ショット条件Cのより低サイクル域での疲労強度が（A+C）に比べ低くなったのは、内部での圧縮残留応力が瘦せているためと考えられる。より低サイクル域での疲労強度については、一般的に亀裂の伝播が支配的であるとされており、圧縮残留応力分布の浅い条件Cにおいて、亀裂伝播に対する抵抗力が小さく、破損までの寿命が短くなったと考えられる。

【0025】

【発明の効果】本発明は以上説明したように構成されているから、簡単な工程の付加で駆動系部品の寿命向上に著しい効果を奏することが可能となり、産業上きわめて有用である。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明が適用されるドッグクラッチの斜視図である。

【図2】 ギアの噛み合い接触面を示す説明図である。

【図3】 ピッチング発生原因となるせん断応力分布の説明図である。

【図4】 従来法ショットピーニングによる疲労限を示すグラフである。

【図5】 各種2段ショットピーニングによる疲労限を示すグラフである。

【図6】 マイクロハードピーニングのみによる疲労限を示すグラフである。

【図7】 従来法ショットピーニングによる圧縮残留応力分布を示すグラフである。

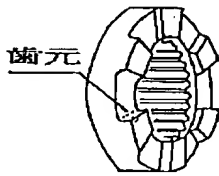
【図8】 各種2段ショットピーニングによる圧縮残留応力分布を示すグラフである。

【図9】 マイクロハードピーニングのみによる圧縮残留応力分布を示すグラフである。

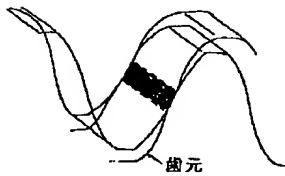
【図10】 ピッチング寿命と表面残留応力の関係を示すグラフである。

【図11】 通常のショットピーニングによる圧縮残留応 * * 力分布を示すグラフである。

【図1】

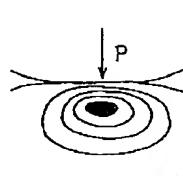


【図2】

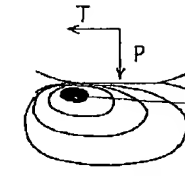


■部は接触面

【図3】

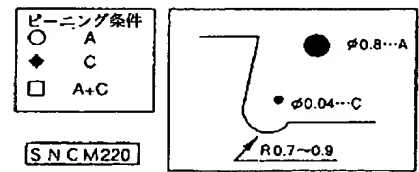


ころがりのみの場合

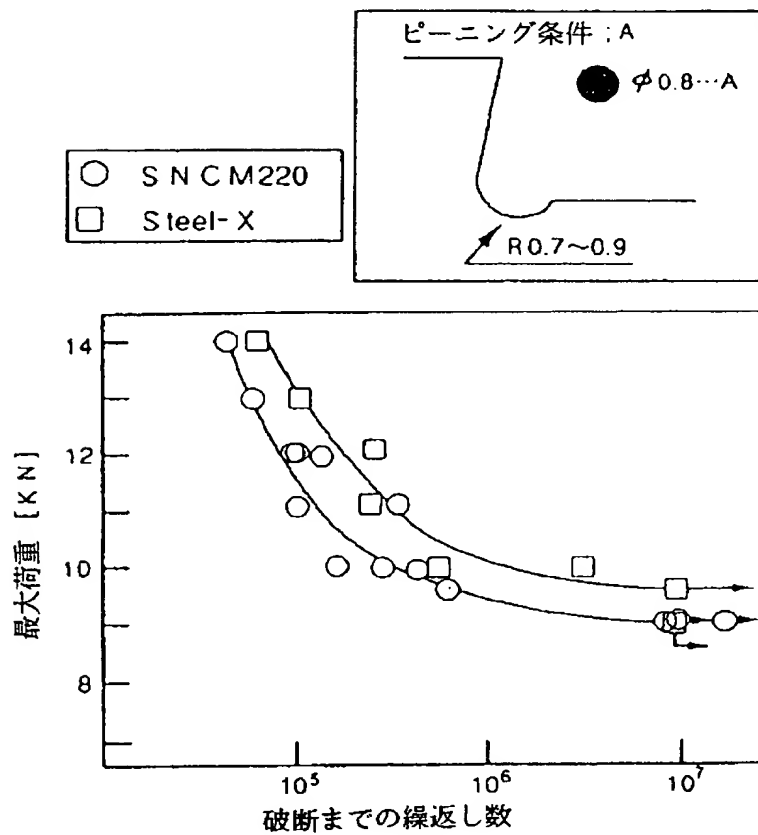


すべり (T) が働く場合

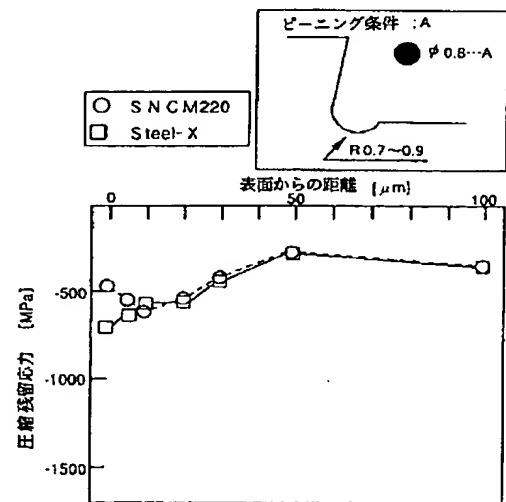
【図6】



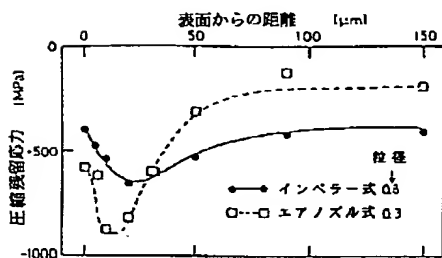
【図4】



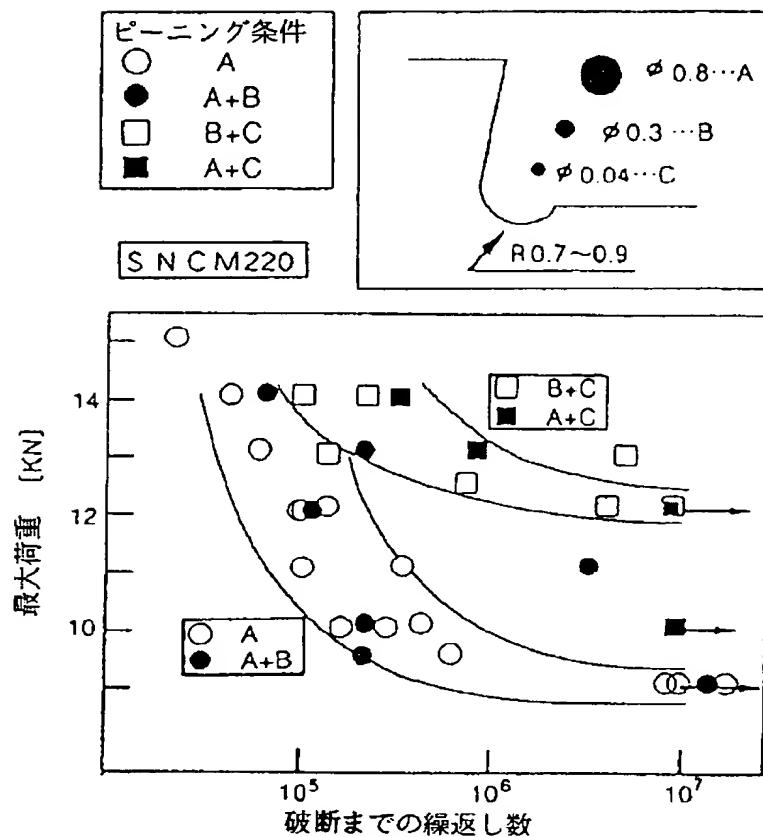
【図7】



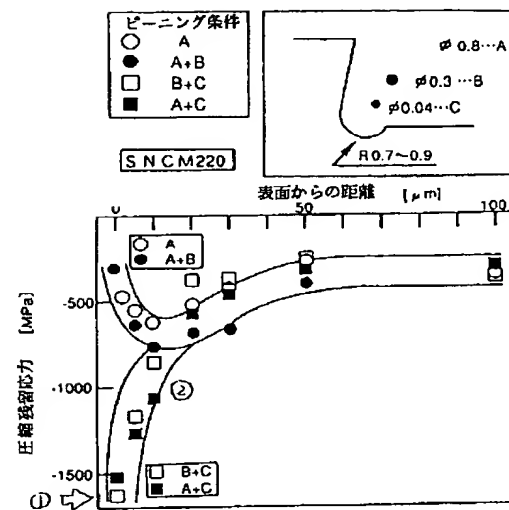
【図11】



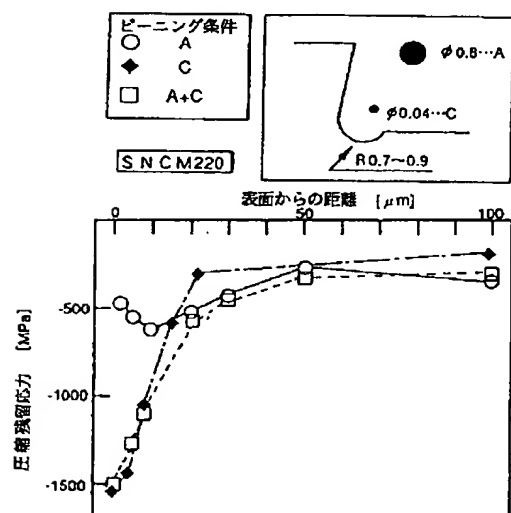
【図5】



【図8】



【図9】



【図10】

